

This Page Is Inserted by IFW Operations  
and is not a part of the Official Record

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images,  
please do not report the images to the  
Image Problem Mailbox.**

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-348630

(43)Date of publication of application : 04.12.2002

(51)Int.Cl.

C22C 21/06  
B21J 5/00  
C22C 21/02  
C22F 1/05  
// C22F 1/00

(21)Application number : 2001-150200

(71)Applicant : NISSAN MOTOR CO LTD

(22)Date of filing : 18.05.2001

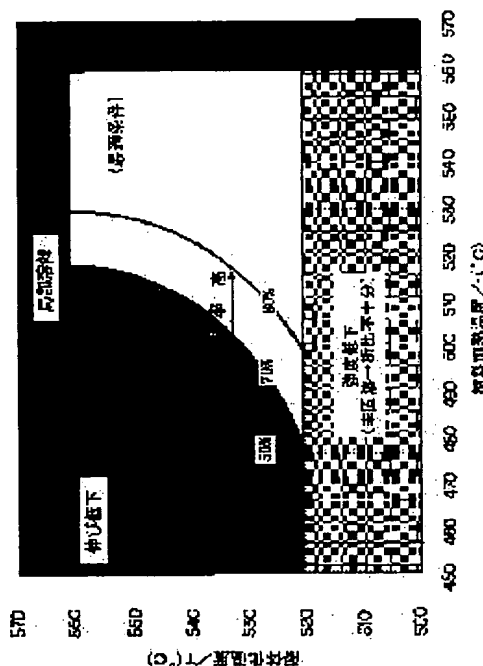
(72)Inventor : AOKI SHOJI  
TAKAGI KIYOSHI  
ROKUJO YUKIHIRO  
IGUCHI EIJI

## (54) ALUMINUM FORGED COMPONENT AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an aluminum forged component having a fine and uniform crystal structure, and superior mechanical properties free from spread, and to provide a method for manufacturing the same.

SOLUTION: This manufacturing method comprises heating an aluminum alloy material which includes 0.40-1.30% Si, 0.60-1.20% Mg, 0.15-0.50% Cu, 0.04-0.35% Cr, 0.7% or less Fe, 0.25% or less Zn, 0.15% or less Ti, and 1.0% or less Mn, at a temperature (t) in a range of 450-560° C, then hot-forging it while keeping the die at 50-400° C, further making solution treatment for 0.5-12 hours at a temperature T in a range of 520-560° C, having a relationship with (t) of  $T \leq 0.025t^2 - 24t + 6280$ , and then artificially aging it at 140-200° C for 0.5-12 hours to make the crystal grain sizes so fine as 100  $\mu$ m or less.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision]

of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-348630

(P2002-348630A)

(43) 公開日 平成14年12月4日 (2002.12.4)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	マークシート (参考)
C 2 2 C 21/06		C 2 2 C 21/06	4 E 0 8 7
B 2 1 J 5/00		B 2 1 J 5/00	D
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02	
C 2 2 F 1/05		C 2 2 F 1/05	
// C 2 2 F 1/00	6 0 2	1/00	6 0 2

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 7 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2001-150200(P2001-150200)

(22) 出願日 平成13年5月18日 (2001.5.18)

(71) 出願人 000003997

日産自動車株式会社

神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地

(72) 発明者 青木 昇二

神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産

自動車株式会社内

(72) 発明者 高木 潔

神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産

自動車株式会社内

(74) 代理人 100102141

弁理士 的場 基憲

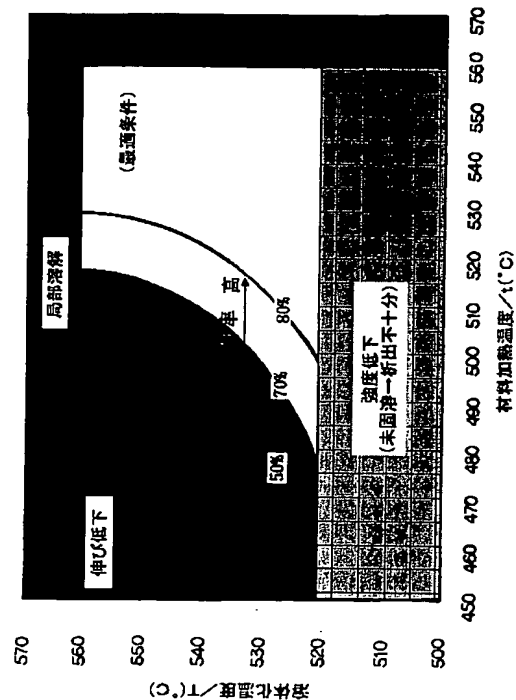
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 アルミニウム鍛造部品およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 微細で均一な結晶組織を有し、ばらつきのない優れた機械的性質を備えたアルミニウム鍛造部品と、このようなアルミニウム鍛造部品の製造方法を提供する。

【解決手段】 Si: 0.40~1.30%, Mg: 0.60~1.20%, Cu: 0.15~0.50%, Cr: 0.04~0.35%, Fe: 0.7%以下, Zn: 0.25%以下, Ti: 0.15%以下, Mn: 1.0%以下を含むアルミニウム合金材料を450~560℃の範囲内の温度tに加熱したのち、50~400℃に保持した金型を用いて熱間鍛造を行ない、さらに520~560℃の範囲内であって、加熱温度tとの間に  $T \leq 0.025t^2 - 24t + 6280$  の関係を有する温度Tにおいて、0.5~12時間の溶体化処理を行なった後、140~200℃における0.5~12時間の人工時効を施して、結晶粒径100μm以下の微細組織とする。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量比で、Si：0.40～1.30%、Mg：0.60～1.20%、Cu：0.15～0.50%、Cr：0.04～0.35%、Fe：0.7%以下、Zn：0.25%以下、Ti：0.15%以下、Mn：1.0%以下、残部アルミニウムおよび不可避の不純物を含有するアルミニウム合金からなり、結晶粒径100μm以下の微細組織を備えていることを特徴とするアルミニウム鍛造部品。

【請求項2】 質量比で、Si：0.40～1.30%、Mg：0.60～1.20%、Cu：0.15～0.50%、Cr：0.04～0.35%、Fe：0.7%以下、Zn：0.25%以下、Ti：0.15%以下、Mn：1.0%以下、残部アルミニウムおよび不可避の不純物を含有するアルミニウム合金材料を450℃以上560℃以下の温度tに加熱して熱間鍛造を行ない、520℃以上560℃以下の温度Tにおける溶体化処理ののち、人工時効を施す工程からなり、前記材料加熱温度tと溶体化温度Tの間に、 $T \leq 0.025t^2 - 24t + 6280$ の関係有することを特徴とする請求項1記載のアルミニウム鍛造部品の製造方法。

【請求項3】 前記アルミニウム合金材料を温度tに加熱したのち、50～400℃に保持した金型を用いて粗鍛造から仕上げまでの熱間鍛造を行ない、0.5～12時間の溶体化処理ののち、140～200℃における0.5～12時間の人工時効を施すことを特徴とする請求項2記載のアルミニウム鍛造部品の製造方法。

【請求項4】 前記熱間鍛造における粗鍛造から仕上げ鍛造までの圧下率r(%)と加熱温度(t)と溶体化温度(T)の間に、 $T \leq 0.025(t-r-410)^2 + 520$ の関係有することを特徴とする請求項2記載のアルミニウム鍛造部品の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、アルミニウム合金の鍛造技術に係わり、より具体的には、優れた機械的性質を備え、自動車用部品を始めとする各種の機械部品に適用されるアルミニウム鍛造部品、およびこのようなアルミニウム鍛造部品野製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車用部品においては、車両軽量化の要請に応じてアルミニウム製部品への移行が進みつつあり、とくにサスペンション部品においては、その信頼性を考慮してアルミニウム鍛造部品の採用が増加しつつある。このような鍛造部品のうちでは、高強度、高耐食性の観点から、Al-Mg-Si系合金の熱間鍛造品が多用されており、そして、従来のアルミニウム鍛造における製造条件としては、鍛造時の材料加熱温度を4

50℃程度に設定するのが一般的であった。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかし、鍛造時における材料の加熱温度を450℃程度としていた従来の鍛造技術においては、熱間鍛造とその後の熱処理(T6処理)時に、結晶粒の粗粒化が生じ、この粗粒化に起因する機械的性質の低下、ばらつきが発生するという問題がある。特に、0.2%耐力が300MPaを超える強度、10%を超える伸び値を有する材料においては、安定した品質を得ることが難しく、低い材料特性値に基づく部品設計をせざるを得ないのが現状であり、このような問題点を解消して機械的性質を向上させると共に、安定なものとするのが従来のアルミニウム鍛造部品あるいは鍛造方法における課題となっていた。

## 【0004】

【発明の目的】本発明は、従来のアルミニウム鍛造部品における上記課題を解消するためになされたものであって、微細で均一な結晶組織を有し、ばらつきのない優れた機械的性質を備えたアルミニウム鍛造部品およびその製造方法を提供することを目的としている。

## 【0005】

【課題を解決するための手段】本発明者は、上記課題を解消すべく、Al-Mg-Si系合金の機械的性能に及ばず鍛造時の材料加熱温度、溶体化処理温度、鍛造圧下率の影響を鋭意検討した結果、これらの間の相互依存性を見出し、上記温度範囲と共にこれら相互関係の最適化を図ることにより、時効処理後の結晶組織を微細かつ均一なものとすることができ、ばらつきのない安定な機械的性能を確保できることを見出すに至った。

【0006】本発明は、このような知見に基づくものであって、本発明に係わるアルミニウム鍛造部品は、質量比で、Si：0.40～1.30%、Mg：0.60～1.20%、Cu：0.15～0.50%、Cr：0.04～0.35%、Fe：0.7%以下、Zn：0.25%以下、Ti：0.15%以下、Mn：1.0%以下、残部アルミニウムおよび不可避的不純物を含有するアルミニウム合金からなり、結晶粒径100μm以下の微細組織を備えている構成としており、アルミニウム鍛造部品におけるこのような構成を前述した従来の課題を解決するための手段としたことを特徴としている。

【0007】本発明に係わるアルミニウム鍛造部品の製造方法は、上記アルミニウム鍛造部品の製造に好適なものであって、質量比で、Si：0.40～1.30%、Mg：0.60～1.20%、Cu：0.15～0.50%、Cr：0.04～0.35%、Fe：0.7%以下、Zn：0.25%以下、Ti：0.15%以下、Mn：1.0%以下、残部アルミニウムおよび不可避的不純物を含有するアルミニウム合金材料を450℃以上560℃以下の温度tに加熱して熱間鍛造を行ない、520℃以上560℃以下の温度Tにおける溶体化処理のの

ち、人工時効を施す工程からなり、前記材料加熱温度  $t$  と溶体化温度  $T$  の間に、 $T \leq 0.025t^2 - 24t + 6280$  の関係を有する構成としたことを特徴としており、当該製造方法の好適形態としては、前記アルミニウム合金材料を温度  $t$  に加熱したのち、 $50 \sim 400^\circ\text{C}$  に保持した金型を用いて粗鍛造から仕上げまでの熱間鍛造を行ない、 $0.5 \sim 12$  時間の溶体化処理ののち、 $140 \sim 200^\circ\text{C}$  における  $0.5 \sim 12$  時間の人工時効を施す構成としたことを特徴とし、さらに他の好適形態としては、前記熱間鍛造における粗鍛造から仕上げ鍛造までの圧下率  $r$  (%) と加熱温度 ( $t$ ) と溶体化温度  $T$  ( $^\circ\text{C}$ ) の間に、 $T \leq 0.025(t - r - 410)^2 + 520$  の関係を有する構成としたことを特徴とし、アルミニウム鍛造部品の製造方法におけるこのような構成を前述した従来の課題を解決するための手段としている。

【0008】

【発明の作用】本発明に係わるアルミニウム鍛造部品は、 $\text{Al-Mg-Si}$  系合金、すなわち鍛造用材料として広く用いられている6000系合金をベースとするものであるから、熱処理 ( $T6$  処理) を施すことによって高強度が得られる。そして、 $\text{Mg}$  および  $\text{Si}$  を始めとする成分組成を最適化すると共に、結晶粒径が  $100\mu\text{m}$  以下である微細組織を備えたものであるから、 $0.2\%$  耐力が  $300\text{MPa}$  以上であるような高強度を備えた安定な品質のものとなる。

【0009】また、本発明に係わるアルミニウム鍛造部品の製造方法においては、前記成分を備えた  $\text{Al-Mg-Si}$  系合金材料を所定温度  $t$  ( $^\circ\text{C}$ ) に加熱して熱間鍛造を行ない、さらに鍛造時の前記加熱温度  $t$  ( $^\circ\text{C}$ ) との間に所定の関係を有する所定温度  $T$  ( $^\circ\text{C}$ ) における溶体化処理の後、人工時効を施すようにしている ( $T6$  処理) ので、結晶粒径が  $100\mu\text{m}$  以下の微細なものとなり、アルミニウム鍛造部品の強度がばらつきなく向上することになる。

【0010】次に、本発明における合金成分や、鍛造条件、鍛造後の熱処理条件などの限定理由について説明する。なお、合金成分の含有量は質量%を意味する。

【0011】 $\text{Si}$ :  $0.40 \sim 1.30\%$

$\text{Si}$  は、次に述べる  $\text{Mg}$  と共存して  $\text{Mg}_2\text{Si}$  系析出物を生成してアルミニウム合金の強度を向上させる成分であるが、 $0.40\%$  に満たないと強度向上の効果が十分に得られず、 $1.30\%$  を超えると合金の鍛造性が損なわれることがあるので、 $0.40 \sim 1.30\%$  の範囲とする。

【0012】 $\text{Mg}$ :  $0.60 \sim 1.20\%$

$\text{Mg}$  は、上記のように、 $\text{Si}$  と共に  $\text{Mg}_2\text{Si}$  系析出物を生成して合金の強度を向上させるが、 $0.60\%$  未満ではこのような効果が十分に得られず、逆に  $1.20\%$  を超える加工性が劣化するので、 $0.60 \sim 1.20\%$  の範囲とする必要がある。

【0013】 $\text{Cu}$ :  $0.15 \sim 0.50\%$

$\text{Cu}$  は、析出硬化によってマトリックス強度向上に寄与すると共に、時効処理に際して析出物を微細均一に分散させる働きがある。 $\text{Cu}$  含有量が  $0.15\%$  に満たないとこのような効果が得がたく、逆に  $0.50\%$  を超えると鍛造性、耐食性が劣化するので、 $0.15 \sim 0.50\%$  の範囲とする。

【0014】 $\text{Cr}$ :  $0.04 \sim 0.35\%$

$\text{Cr}$  は、結晶粒の粗大化を防止する効果を有し、当該アルミニウム合金の高強度・高靱性化に寄与するが、 $0.04\%$  未満ではこのような効果が期待できず、 $0.35\%$  を超えると鍛造性を損なう恐れがあるので、 $0.04 \sim 0.35\%$  の範囲とする。

【0015】 $\text{Fe}$ :  $0.7\%$  以下

$\text{Fe}$  は、不純物として扱われ、 $0.7\%$  を超えると  $\text{Fe}$  系晶出物により延びが低下するため、 $0.7\%$  以下とする。

【0016】 $\text{Zn}$ :  $0.25\%$  以下

$\text{Zn}$  は不純物として扱われ、 $0.25\%$  を超えると耐力腐食割れ性が悪化するため、 $0.25\%$  以下とする。

【0017】 $\text{Ti}$ :  $0.15\%$  以下

$\text{Ti}$  は、結晶粒の微細化に寄与する元素であるが、多量に含有すると靱性を損なうことになるので、その上限値を  $0.15\%$  とする。

【0018】 $\text{Mn}$ :  $1.0\%$  以下

$\text{Cr}$  や  $\text{Fe}$  と同様に、結晶粒の粗大化を抑制するのに有効であるが、過剰に含有すると鍛造性が損なわれることがあるので、 $1.0\%$  を超えない範囲で添加する必要がある。

【0019】結晶粒径:  $100\mu\text{m}$  以下

上記合金成分を含有するアルミニウム合金の鍛造部品においては、その結晶粒径を  $100\mu\text{m}$  以下とすることにより、 $0.2\%$  耐力が  $300\text{MPa}$  を超える機械的強度が安定的に得られるようになる。

【0020】材料加熱温度  $t$ :  $450 \sim 560^\circ\text{C}$

鍛造時の材料加熱温度が高くなると、鍛造時の変形抵抗が低下し、材料に導入される歪が低減されることから、溶体化処理時などに生じる結晶粒の粗大化を抑制する効果がある。このような効果は、 $450^\circ\text{C}$  未満では得られず、逆に  $560^\circ\text{C}$  を超えると当該アルミニウム合金の局部溶解が始まり、バーニングや延性低下などの問題を生じるため、鍛造加熱温度  $t$  を  $450 \sim 560^\circ\text{C}$  の温度範囲とすることが必要である。

【0021】溶体化温度  $T$ :  $520 \sim 560^\circ\text{C}$

溶体化処理は、 $\text{Mg}_2\text{Si}$  をアルミマトリックス中に固溶させるため、 $520^\circ\text{C}$  以上に昇温する必要がある、上記同様に局部溶解を防止するために  $560^\circ\text{C}$  以下とすることが必要である。また、この溶体化処理によって鍛造時に材料に導入された歪が開放され、結晶粒の粗大化を引き起こすため、後述するように材料加熱温度  $t$  に応じ

て、さらに望ましくは材料加熱温度 $t$ と鍛造圧下率 $r$ (%)に応じて溶体化温度 $T$ の上限を設定することが必要である。なお、溶体化処理時間については、 $Mg_2Si$ をマトリックス中に十分に固溶させ、しかも無駄なエネルギー消費を避ける観点から、0.5～12時間程度とすることが望ましい。

【0022】鍛造条件：金型温度、圧下率 $r$

鍛造に用いる金型の温度は、金型寿命および結晶粒粗粒化に影響することから、50～400℃の温度範囲に保持しておくことが望ましい。すなわち、金型温度が50℃未満では、金型寿命低下および材料の実体温度低下により結晶粒が粗大化することとなり、400℃を超えると、温度保持可能時間短縮による生産性低下という不都合が生じる傾向があることによる。また、鍛造による圧下率 $r$ (%)が高くなると、ファイバー組織が導入され、機械的性質が改善されるが、鍛造圧下率 $r$ が50～80%でも、材料加熱温度 $t$ が低いときには、鍛造時に歪が生じて溶体化処理時に結晶の粗粒下を招く要因となる。なお、圧下率 $r$ は、次式のように定義される。

$$r(\%) = (1 - (\text{鍛造後寸法}) / (\text{初期素材寸法})) \times 100$$

【0023】人工時効：140～200℃×0.5～12時間

人工時効は、 $Mg_2Si$ 系析出物を微細、かつ均一に析出させて、マトリックスの強度を向上させるために行なうものであり、加熱温度が140℃未満では析出に長時間を要するので生産性が損なわれ、200℃を超えると析出物が粗大化して強度の向上が困難となる可能性があ

る。また、保持時間が0.5時間に満たない場合には $Mg_2Si$ を析出させることができず、12時間を超えた場合には析出が進行し過ぎて、 $Mg_2Si$ 析出物が粗大化し、同様に強度を安定に向上させることができなくなる傾向がある。

【0024】材料加熱温度 $t$ 、圧下率 $r$ 、溶体化温度 $T$ の相互作用

上記したように、材料加熱温度 $t$ 、圧下率 $r$ および溶体化温度 $T$ は、アルミニウム鍛造部品の強度、組織にそれぞれ影響を及ぼすが、部品の製造過程においては一連の工程で製造されることから、これらが独立して影響するばかりでなく、相互の影響が認められる。すなわち、結晶粒の粗大化を防止して安定的に高強度が得られるように、結晶粒径が100μm以下となる微細組織を実現するには、溶体化温度 $T$ の上限値を材料加熱温度 $t$ から算出される $Tu1 = 0.025t^2 - 24t + 6280$ の値とする必要があり、さらには、材料加熱温度 $t$ および圧下率 $r$ (%)から算出される $Tu2 = 0.025(t - r - 410)^2 + 520$ の値とすることが望ましい。これらの条件範囲を図1に示す。

【0025】

【実施例】以下、実施例に基づいて本発明をさらに具体的に説明する。

【0026】まず、表1に示す化学成分を有するアルミニウム合金を溶解して半連続铸造し、直径60mmのビレットを铸造した。

【0027】

【表1】

合 金	化 学 成 分 (質量%)							
	Si	Mg	Cu	Cr	Fe	Zn	Ti	Mn
A	0.8	1.055	0.4	0.205	0.25	0.01	0.02	0.2

【0028】このビレットに、470℃×7時間の均質化処理を実施した後、所定長さに切断し、铸造されたビレットの铸肌近傍部の偏析組織を除去するために面削を行ない、直径56mm、長さ447mmの丸棒とし、鍛造用材料を得た。

【0029】上記鍛造用材料を用いて、鍛造時の材料加熱温度 $t$ を3水準、溶体化温度 $T$ を2水準に変化させた条件で熱間鍛造を行ない、人工時効を施した後の鍛造品※40

※の機械的性能を試験すると共に、マクロ組織形態およびミクロ組織を観察し、結晶粒径を測定した結果を表2に示す。また、各鍛造品のマクロ組織を図2ないし図5に示し、本発明に係わる試料1のミクロ組織を図6にそれぞれ示す。

【0030】

【表2】

区 分	試料	加熱温度 $t$ (°C)	溶体化温度 $T$ (°C)	機 械 的 性 質			マクロ組織形態	ミクロ組織 結晶粒径 (μm)
				T.S (MPa)	0.2%P.S (MPa)	El (%)		
実施例	1	540	550	388	356	17	細粒	80
比較例	2	500	550	380	350	11	粗粒	—
比較例	3	450	550	387	355	10	粗粒	—
比較例	4	500	510	343	311	15	細粒	—

(圧下率 $r$ は全て70%)

【0031】なお、1次鍛造工程における材料加熱時間は5分、金型温度は175℃とした。1次鍛造では最終部品形状を考慮して鍛造用材料を長さ方向に湾曲さ

せ、2次鍛造では175℃に加熱保持された金型を用いて、平均70%の圧下率 $r$ で長さ方向に対して鍛造した。そして、3次鍛造において同様に175℃に加熱さ

れた金型により鍛造を行ない、最終製品形状を得た。また、溶体化処理時間は2.5時間とし、人工時効は、180℃×6時間の条件を採用した。

【0032】材料加熱温度 $t$ を540℃、 $r=70\%$ とし（従って、 $0.025t^2 - 24t + 6280 = 610$ 、 $0.025(t-r-410)^2 + 520 = 610$ ）、溶体化温度 $T$ を550℃とした試料1においては、前面微細かつ均一なマクロ組織を呈しており、機械的性質、特に耐力-伸びバランスの優れた鍛造品であることが確認された。また、ミクロ組織についても、図6

に示すように微細な組織を示し、平均粒径は約80 $\mu\text{m}$ であった。

【0033】材料加熱温度 $t$ を500℃に低下させ、 $r=70\%$ とし（ $0.025t^2 - 24t + 6280 = 530$ 、 $0.025(t-r-410)^2 + 520 = 530$ ）、鍛造時に歪を導入した試料2においては、再結晶の成長した粗粒のマクロ組織を呈し、機械的性質、特に伸び値の低い結果となった。さらに、材料加熱温度 $t$ を450℃に低下させた（ $0.025t^2 - 24t + 6280 = 542.5$ 、 $0.025(t-r-410)^2 + 520 = 542.5$ ）試料3では、鍛造時の歪導入量がさらに大きいことから、試料2と同様に再結晶の成長した粗粒のマクロ組織となり、機械的性質、特に伸び値の低い鍛造品となった。

【0034】材料加熱温度 $t$ を500℃とし（従って、 $0.025t^2 - 24t + 6280 = 530$ 、 $0.025(t-r-410)^2 + 520 = 530$ ）、上記試料1～3に対して、溶体化温度 $T$ を510℃に低下させ、鍛造時に導入された歪の解放を抑制した試料4においては、前面微細かつ均一なマクロ組織を呈しているものの、機械的性質、特に引張強さおよび耐力が低下する結果となった。これは、析出硬化に寄与する強化元素の固溶が不十分であることが原因と考えられる。

【0035】以上のように、材料加熱温度 $t$ と、溶体化温度 $T$ の条件とマクロ組織形態の関係から、 $r=70\%$ を想定して、 $T \leq 0.025t^2 - 24t + 6280$ の場合、マクロ組織が微細かつ均一な組織形態を示すことが確認された。

【0036】

\*

【図2】



試料1

\*【発明の効果】以上説明してきたように、本発明に係わるアルミニウム鍛造部品は、Si:0.40~1.30%、Mg:0.60~1.20%、Cu:0.15~0.50%、Cr:0.04~0.35%、Fe:0.7%以下、Zn:0.25%以下、Ti:0.15%以下、Mn:1.0%以下を含むアルミニウム合金からなり、結晶粒径100 $\mu\text{m}$ 以下の微細組織を備えたものであるから、0.2%耐力が300MPaを超える高強度の部品をばらつきなく安定的に得ることができるというきわめて優れた効果をもたらすものである。

【0037】本発明に係わるアルミニウム鍛造部品の製造方法においては、前記成分を備えたAl-Mg-Si系合金材料を450~560℃の範囲内の温度 $t$ に加熱して、望ましくは50~400℃に保持した金型を用いて熱間鍛造を行ない、さらに520~560℃の範囲内であって、鍛造時の前記加熱温度 $t$ との間に所定の関係（ $T \leq 0.025t^2 - 24t + 6280$ ）を有する温度 $T$ において、望ましくは0.5~12時間の溶体化処理を行なった後、人工時効、望ましくは140~200℃における0.5~12時間の人工時効を施すようにしている（T6処理）ので、結晶粒径を100 $\mu\text{m}$ 以下の微細なものとし、アルミニウム鍛造部品の強度をばらつきなく向上させることができるという優れた効果がもたらされる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に係わるアルミニウム鍛造部品の製造方法における材料加熱温度と溶体化温度の適正範囲を示す説明図である。

【図2】本発明の実施例において得られた試料1のアルミニウム鍛造部品のマクロ組織を示す写真である。

【図3】比較例において得られた試料2のアルミニウム鍛造部品のマクロ組織を示す写真である。

【図4】比較例において得られた試料3のアルミニウム鍛造部品のマクロ組織を示す写真である。

【図5】比較例において得られた試料4のアルミニウム鍛造部品のマクロ組織を示す写真である。

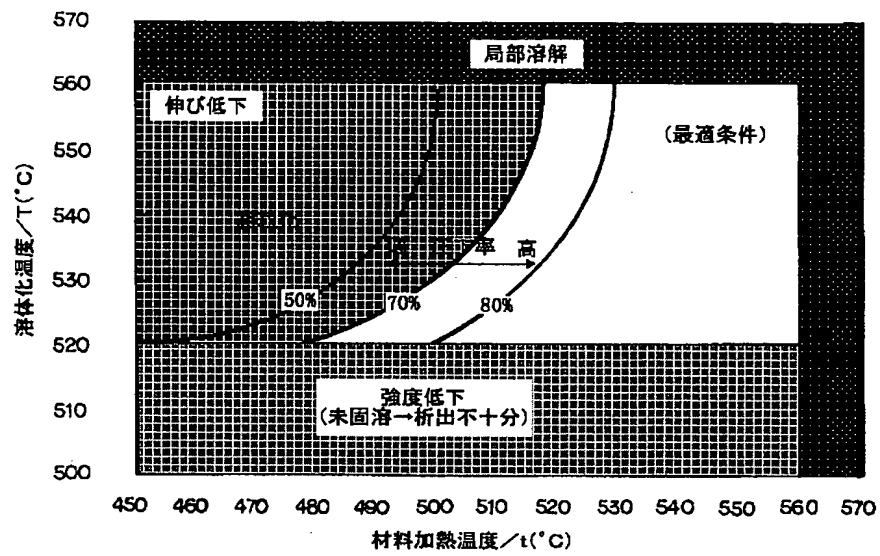
【図6】本発明の実施例において得られたアルミニウム鍛造部品のミクロ組織を示す写真である。

【図6】

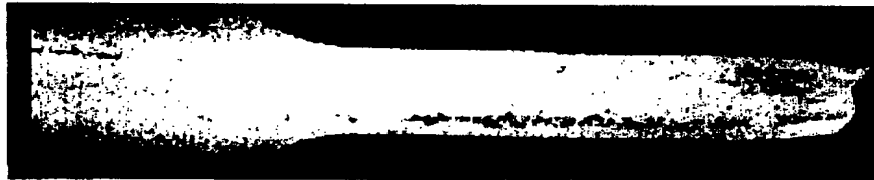




【図1】

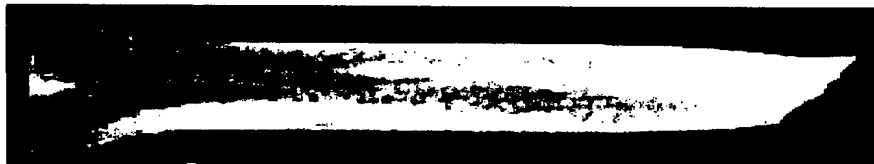


【図3】



試料2

【図4】



試料3

【図5】



試料4

フロントページの続き

(51)Int.Cl.	識別記号	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 F 1/00	6 0 4	C 2 2 F 1/00	6 0 4
	6 1 0		6 1 0
	6 3 0		6 3 0 A
	6 8 3		6 8 3
	6 9 1		6 9 1 B
			6 9 1 C
	6 9 4		6 9 4 A

(72)発明者 六條 幸弘  
 神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産  
 自動車株式会社内

(72)発明者 井口 栄二  
 神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産  
 自動車株式会社内  
 F ターム (参考) 4E087 AA00 BA04 CA11 CB01 DB14  
 HA31 HA82